

日本国特許  
JAPAN PATENT OFFICE

Reg'd PCT/PTO 29 SEP 2004

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されて  
いる事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed  
with this Office

出願年月日  
Date of Application:

2002年10月28日

出願番号  
Application Number:

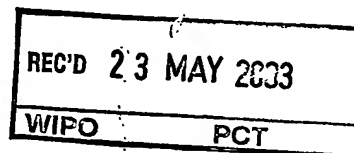
特願2002-313067

[ST.10/C]:

[JP2002-313067]

出願人  
Applicant(s):

新日本製鐵株式会社

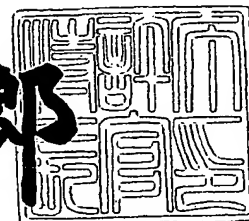


**PRIORITY  
DOCUMENT**  
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN  
COMPLIANCE WITH RULE 17.1(a) OR (b)

2003年 2月18日

特許庁長官  
Commissioner,  
Japan Patent Office

太田信一郎



出証番号 出証特2003-3008255

【書類名】 特許願  
【整理番号】 A201527  
【あて先】 特許庁長官殿  
【国際特許分類】 C22C 38/00 301  
C21D 8/02  
C22C 38/14

## 【発明者】

【住所又は居所】 君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内  
【氏名】 水谷 泰

## 【発明者】

【住所又は居所】 君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内  
【氏名】 渡部 義之

## 【発明者】

【住所又は居所】 君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社 君津製鐵所内  
【氏名】 植森 龍治

## 【特許出願人】

【識別番号】 000006655  
【氏名又は名称】 新日本製鐵株式会社

## 【代理人】

【識別番号】 100105441  
【弁理士】

【氏名又は名称】 田中 久喬

## 【選任した代理人】

【識別番号】 100107892  
【弁理士】

【氏名又は名称】 内藤 俊太

## 【手数料の表示】

【予納台帳番号】 041553  
【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 0003043

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 高温強度及び溶接性に優れた低降伏比高張力590MPa級鋼  
ならびにその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項1】 鋼成分が質量%で、

C: 0.005%以上0.04%未満、

Si: 0.5%以下、

Mn: 0.9%以下、

P: 0.02%以下、

S: 0.01%以下、

Mo: 0.5~1.5%、

Nb: 0.03~0.1%、

Ti: 0.005~0.025%、

B: 0.0005~0.003%、

Al: 0.06%以下、

N: 0.006%以下、

かつ、

$$P_{CM} = C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 \\ + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + 5B$$

と定義する溶接割れ感受性組成 $P_{CM}$ が0.18%以下で、残部が鉄及び不可避免的不純物からなることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼。

【請求項2】 上記鋼成分に加え、質量%で、

Ni: 0.05~1.0%、

Cu: 0.05~1.0%、

Cr: 0.05~1.0%、

V: 0.01~0.05%

の範囲で1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼。

【請求項3】 質量%で、

Ca : 0.0005~0.004%,

REM : 0.0005~0.004%

Mg : 0.0001~0.006%

のいずれか1種または2種以上をさらに含有することを特徴とする請求項1または2に記載の高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼。

【請求項4】 ミクロ組織がフェライトとベイナイトの混合組織からなり、かつ、旧オーステナイト粒の平均円相当径が150 $\mu$ m以下であることを特徴とする請求項1~3のいずれか1項に記載の高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼。

【請求項5】 請求項1~3のいずれか1項に記載の鋼成分からなり、火災相当の高温加熱時に、常温におけるフェライト及びベイナイトの混合組織が、オーステナイトに逆変態する温度(Ac1)が800℃超であることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼。

【請求項6】 請求項1~3のいずれか1項に記載の鋼成分からなり、600℃~800℃以下の高温領域において、フェライト及びベイナイトの混合母相組織中で熱力学的に安定なNb、Mo、V、Tiから成る複合炭窒化析出相を保持することを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼。

【請求項7】 請求項1~3のいずれか1項に記載の鋼成分からなり、600℃~800℃以下の高温領域において、フェライト及びベイナイトの混合母相組織中で熱力学的に安定なNb、Mo、V、Tiから成る複合炭窒化析出相を相分率にて少なくとも $1 \times 10^{-4}$ 以上保持することを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼。

【請求項8】 Si+Mnの値が0.3%以上0.9%未満で、ミクロ組織がフェライトとベイナイトの混合組織であることを特徴とする請求項1~4の何れか1項に記載の高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼。

【請求項9】 前記フェライトとベイナイトの混合組織として、ベイナイト

の分率が50～95%であることを特徴とする請求項7記載の高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼。

【請求項10】 請求項1～3のいずれか1項に記載の鋼成分からなる鋼片または鋳片を1100～1250℃の温度範囲に再加熱後、1100℃以下での累積圧下量を30%以上として、850℃以上の温度で圧延することを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼の製造方法。

【請求項11】 請求項1～3のいずれか1項に記載の鋼成分で、かつ、Si+Mnの値が0.6%以上0.9%未満の鋼成分からなる鋼片または鋳片を1100～1250℃の温度範囲に再加熱後、1100℃以下での累積圧下量を30%以上として、850℃以上の温度で圧延し、圧延終了後空冷して、ミクロ組織をフェライトとベイナイトの混合組織とすることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼の製造方法。

【請求項12】 請求項1～3のいずれか1項に記載の鋼成分で、かつ、Si+Mnの値が0.3%以上0.6%未満の鋼成分からなる鋼片または鋳片を1100～1250℃の温度範囲に再加熱後、1100℃以下での累積圧下量を30%以上として、850℃以上の温度で圧延し、圧延終了後800℃以上の温度から700℃以下の任意の温度まで水冷して、ミクロ組織をフェライトとベイナイトの混合組織とすることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼の製造方法。

#### 【発明の詳細な説明】

##### 【0001】

#### 【発明の属する技術分野】

本発明は、建築、土木、海洋構造物、造船、貯槽タンクなどの一般的な溶接構造物に用いる700℃、800℃における高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼及びその製造方法に関する。

##### 【0002】

#### 【従来の技術】

例えば、建築、土木などの分野においては、各種建築用鋼材としてJIS等で規格化された鋼材等が広く利用されている。ところで、ビルや事務所、住居、立

体駐車場などの建築物に前記の鋼材を用いた場合は、火災における安全性を確保するため、十分な耐火被覆を施すことが義務付けられており、建築関連諸法令では、火災時に鋼材温度が350℃以上にならないように規定されている。

#### 【0003】

すなわち、前記鋼材は350℃程度で耐力が常温の2/3程度になり、必要な強度を下回るためである。鋼材を建造物に利用する場合、火災時において鋼材の温度が350℃に達しないようにロックウール等の耐火被覆が必要になる。そのため、鋼材費用に対して耐火被覆工費が高額となり、建設コストが大幅に上昇することが避けられない。さらに、景観上からも耐火被覆を省略、あるいは軽減することへの要求は高い。

#### 【0004】

上記の課題を解決するための従来技術には、例えば、相当量のMo及びNbの添加により、600℃における耐力を常温の耐力の2/3以上とする600℃耐火鋼の製造に関する技術がある（例えば、特許文献1及び2）。

#### 【0005】

また、700℃での高温降伏強度が常温の2/3以上となる700℃耐火鋼（例えば特許文献3及び4）、さらには、850℃での高温降伏強度が常温の40%となる850℃耐火鋼の技術もある（例えば、特許文献5）。

#### 【0006】

実際の火災においては、比較的可燃物量が少なく空気が過剰に供給される立体駐車場や外部鉄骨のような開放型の構造物では燃焼が比較的穏やかなため火災温度が500℃～700℃であるのに対し、一般の建築物では可燃物量に対して空気が過不足なく供給されるため激しい燃焼となり、火災温度は700℃～1200℃に達する。したがって、特許文献1に示される600℃耐火鋼では、700℃、800℃の耐力は示されておらず、無耐火被覆構造が可能となるのは、開放型構造物に限られる。また、特許文献2では、相当量のMoとNbを添加した鋼でミクロ組織をベイナイトとすることにより、700℃の耐力が常温耐力の56%以上を確保するものであるが、800℃の耐力は規定されておらず、無耐火被覆を前提とした構造物への適用は限定される。

## 【0007】

一方、特許文献5に示される850℃耐火鋼は、多量の合金元素添加により高温においても有効な析出物を確保し、850℃の耐力が常温降伏強度の40%以上を確保するものであるが、溶接性及び常温降伏強度上限、常温降伏強度比は規定されておらず、現行建築構造用鋼規格（SN規格）に適合しない。

## 【0008】

これらの例のように600℃程度の高温強度を確保した鋼は、すでに市場でも使用されており、700℃、800℃超で一定の強度を確保する鋼材の発明がなされているが、700℃、800℃超での高温強度を確保し、かつ、溶接性、耐震性に優れた実用鋼の安定的な製造は困難であった。

## 【0009】

## 【特許文献1】

特開平2-77523号公報

## 【特許文献2】

特開平10-68044号公報

## 【特許文献3】

特開平9-209077号公報

## 【特許文献4】

特開平10-68015号公報

## 【特許文献5】

特開2002-105585号公報

## 【0010】

## 【発明が解決しようとする課題】

前述のように建築物に鋼材を利用する場合、通常の鋼では高温強度が低いため、無被覆や軽被覆で利用することができず、高価な耐火被覆を施さなければならなかった。

## 【0011】

また、新しく開発された鋼でも、耐火温度は600℃～700℃までの保証が限界であり、700℃、800℃での使用に耐える鋼材の開発が望まれていた。



## 【0012】

本発明の目的は、700℃、800℃での高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼及び当該鋼を工業的に安定して供給可能な製造方法を提供することにある。

## 【0013】

## 【課題を解決するための手段】

本発明は前述の課題を克服するために、ミクロ組織と添加合金元素量を最適範囲とすることで目的を達成したもので、その要旨は以下に示す通りである。

## 【0014】

(1) 鋼成分が質量%で、

C: 0.005%以上0.03%未満、

Si: 0.5%以下、

Mn: 0.8%以下、

P: 0.02%以下、

S: 0.01%以下、

Mo: 0.5~1.5%、

Nb: 0.03~0.1%、

Ti: 0.005~0.025%、

B: 0.0005~0.003%、

Al: 0.06%以下、

N: 0.006%以下、

かつ、

$$P_{CM} = C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 \\ + Cr / 20 + Mo / 15 + V / 10 + 5B$$

と定義する溶接割れ感受性組成 $P_{CM}$ が0.18%以下で、残部が鉄及び不可避免的不純物からなることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼。

## 【0015】

(2) 上記鋼成分に加え、質量%で、

Ni: 0.05~1.0%、

Cu: 0.05~1.0%、

Cr: 0.05~1.0%、

V: 0.01~0.05%

の範囲で1種または2種以上を含有することを特徴とする上記(1)項に記載の高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼。

【0016】

(3) 質量%で、

Ca: 0.0005~0.004%、

REM: 0.0005~0.004%

Mg: 0.0001~0.006%

のいずれか1種または2種以上をさらに含有することを特徴とする上記(1)または(2)項に記載の高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼。

【0017】

(4) ミクロ組織がフェライトとベイナイトの混合組織からなり、かつ、旧オーステナイト粒の平均円相当径が150 $\mu$ m以下であることを特徴とする上記(1)~(3)項のいずれか1項に記載の高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼。

【0018】

(5) 上記(1)~(3)項のいずれか1項に記載の鋼成分からなり、火災相当の高温加熱時に、常温におけるフェライト及びベイナイトの混合組織が、オーステナイトに逆変態する温度(Ac1)が800℃超であることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼。

【0019】

(6) 上記(1)~(3)項のいずれか1項に記載の鋼成分からなり、600℃~800℃以下の高温領域において、フェライト及びベイナイトの混合母相組織中で熱力学的に安定なNb、Mo、V、Tiから成る複合炭窒化析出相を保持することを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級

高張力鋼。

【0020】

(7) 上記(1)～(3)項のいずれか1項に記載の鋼成分からなり、600℃～800℃以下の高温領域において、フェライト及びベイナイトの混合母相組織中で熱力学的に安定なNb、Mo、V、Tiから成る複合炭窒化析出相を相分率にて少なくとも $1 \times 10^{-4}$ 以上保持することを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼。

【0021】

(8) Si+Mnの値が0.3%以上0.9%未満で、ミクロ組織がフェライトとベイナイトの混合組織であることを特徴とする上記(1)～(4)項のいずれか1項に記載の高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼。

【0022】

(9) 前記フェライトとベイナイトの混合組織として、ベイナイトの分率が50～95%であることを特徴とする上記(7)項記載の高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼。

【0023】

(10) 上記(1)～(3)項のいずれか1項に記載の鋼成分からなる鋼片または鋳片を1100～1250℃の温度範囲に再加熱後、1100℃以下での累積圧下量を30%以上として、850℃以上の温度で圧延することを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼の製造方法。

【0024】

(11) 上記(1)～(3)のいずれか1項に記載の鋼成分で、かつ、Si+Mnの値が0.6%以上0.9%未満の鋼成分からなる鋼片または鋳片を1100～1250℃の温度範囲に再加熱後、1100℃以下での累積圧下量を30%以上として、850℃以上の温度で圧延し、圧延終了後空冷して、ミクロ組織をフェライトとベイナイトの混合組織とすることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼の製造方法。

【0025】

(12) 上記(1)～(3)項のいずれか1項に記載の鋼成分で、かつ、S

i + Mn の値が 0.3% 以上 0.6% 未満の鋼成分からなる鋼片または鋳片を 1100~1250℃ の温度範囲に再加熱後、1100℃ 以下での累積圧下量を 30% 以上として、850℃ 以上の温度で圧延し、圧延終了後 800℃ 以上の温度から 700℃ 以下の任意の温度まで水冷して、ミクロ組織をフェライトとベイナイトの混合組織とすることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた低降伏比 590MPa 級高張力鋼の製造方法。

## 【0026】

本発明者らはすでに、600℃、700℃ の高温強度が優れた鋼を見出した。600℃ の高温強度が優れた鋼はすでに建築分野で使用されているが、市場ではさらに高温に耐える鋼への極めて強い要求がある。

## 【0027】

高温強度増加に対しては、Mo、Nb の複合添加により高温にて安定な炭窒化物の析出を促進するとともに、ミクロ組織のベイナイト化が有効である。しかし、硬質ベイナイトの分率が過剰であると、常温の強度が過大となるため、所要の常温強度に応じて、ミクロ組織を適切なベイナイト分率を有するフェライトとベイナイトの混合組織とする。適切なミクロ組織を造り込み、所要の常温強度範囲を達成するには低 C 化が有効である。低 C 化は、フェライトとベイナイトの混合母相組織の高温における熱力学的安定性を高め、オーステナイトへの逆変態温度 (Ac1) を上昇させる効果も持つ。しかし、この場合、ミクロ組織及び材質が圧延条件とその後の冷却条件により影響を受けやすく、安定的な製造が困難であることが判明した。ミクロ組織制御と高温強度の増加に取り組んだ結果、適量の B 添加が製造安定化に有効であることを知見し、本発明に至った。

## 【0028】

一般的な溶接構造用鋼として、溶接性や低降伏強度比等の特性は、従来と同様に具備する必要があるため、700℃、800℃ の高温強度が優れた鋼は極めて困難な課題であった。この課題を解決するため、本発明者らは鋭意検討し、700℃、800℃ の高温強度は Mo、Nb、V 等の合金元素の複合添加による析出強化とミクロ組織のベイナイト化が有効であり、Ti も若干の効果があることを突き止めた。したがって、700℃、800℃ の強度と常温の強度、常温と高温

の強度比（YS比＝高温強度／常温強度）の全てを同時に確保するためには、ミクロ組織を適切なフェライトとベイナイトの混合組織とするとともに、添加合金元素量を最適範囲として、高温における母相組織の熱的安定性と適切な整合析出強化効果を得ることが重要であることを見出した。

## 【0029】

まず、ミクロ組織をフェライトとベイナイトの混合組織とする方法を検討し、本発明者らは適量のB添加が必須であることを見出した。

## 【0030】

ミクロ組織におけるフェライトの分率が増加し、ベイナイトの分率が低下すると、常温及び高温の強度が低下し、Mo、Nb、Ti、V等の合金元素をより多く添加する必要がある。ミクロ組織に占めるフェライトの分率が過大となると、添加合金元素の増加による常温及び高温の強度確保は困難になる。逆にミクロ組織におけるフェライトの分率が低下し、ベイナイトの分率が増加すると常温及び高温の強度が上昇し、Mo、Nb、Ti、V等の合金元素添加量を低減する必要がある。しかし、ミクロ組織に占めるベイナイト分率が過大となると、高温強度については達成可能であるが、常温強度の上昇、HAZ韌性の劣化、溶接性の劣化が顕著となり添加合金元素の低減による所要の強度範囲、HAZ韌性及び溶接性の確保が困難となる。このため、本発明鋼ではミクロ組織をフェライトとベイナイトの混合組織とし、ベイナイトの分率を50%～95%の範囲内とする。

## 【0031】

高温強度発現に重要である複合炭窒化析出相の組成は、例えば電子顕微鏡やEDXによる分析により容易に同定可能である。

## 【0032】

また、熱力学的に安定な析出相の平衡生成量については、市販の熱力学計算データベースソフト等利用することにより、添加合金元素量より容易に算出可能である。

## 【0033】

本発明が、請求項の通りに鋼組成及び製造方法を限定した理由について説明す

る。

【0034】

常温と高温の強度を同時に確保するためには、相当量の合金元素の添加が必要であり、590MPa以上の高張力鋼では、Mo:0.5~1.5%、Nb:0.03~0.1%、Ti:0.005~0.025%、V:0.01~0.05%が必要である。

【0035】

Mo、Nb、Ti、V等は主に高温強度の確保のためであり、SiとMnの範囲限定は、常温強度を所定の範囲に抑制するためである。

【0036】

鋼の加熱温度はMo、Nb、Ti、Vをできるだけ固溶状態とするために高い温度が望ましいが、母材の靱性確保の観点から1100~1250℃に限定した。

【0037】

圧延終了温度は、低温域の圧下を過大にとると、フェライト変態が促進されフェライト分率が過大となり強度確保が困難となること、さらに、Nb、Ti、Vが炭化物として析出するため850℃が下限の温度であり、1100℃を超える温度で圧延を終了すると靱性が不足するためである。

【0038】

なお、本発明鋼を製造後、脱水素などの目的でAc1変態点以下の温度に再加熱しても、本発明鋼の特徴は何ら損なわれることはない。

【0039】

次に、本説明に関わるその他の成分元素とその添加量について説明する。

【0040】

Cは、鋼材の特性に最も顕著な効果を及ぼすもので、狭い範囲に制御されなければならない。0.005以上0.04%未満が限定範囲である。これ未満のC量では強度が不足し、この以上となると圧延終了後の冷却速度が過大の場合はベイナイトの生成率が増加し強度が超過、逆に冷却速度が過小の場合はベイナイトの生成率が低下して強度が不足する。さらに、火災相当の高温加熱時に、フ

エライトとベイナイトの混合母相組織を熱力学的に安定に保ち、Mo、Nb、V、Tiの複合炭窒化析出物との整合性を維持して、強化効果を確保する上でもCを0.04%未満とする必要があるが、0.03%未満とすることが好ましい。

## 【0041】

Siは、脱酸上鋼に含まれる元素であり、置換型の固溶強化作用を持つことから常温での母材強度向上に有効であるが、特に600℃超の高温強度を改善する効果はない。また、多く添加すると溶接性、HAZ靱性が劣化するため、上限を0.5%に限定した。鋼の脱酸はTi、Alのみでも可能であり、HAZ靱性、焼入性などの観点から低いほど好ましく、必ずしも添加する必要はない。

## 【0042】

Mnは、強度、靱性を確保する上で不可欠な元素ではあるが、置換型の固溶強化元素であるMnは、常温での強度上昇には有効であるが、特に600℃超の高温強度にはあまり大きな改善効果はない。したがって、本発明のような比較的多量のMoを含有する鋼において溶接性向上すなわち $P_{CM}$ 低減の観点から0.9%以下に限定した。Mnの上限を低く抑えることにより、連続鋳造スラブの中心偏析の点からも有利となる。なお、下限については、特に限定しないが、母材の強度、靱性調整上、添加することが望ましい。

## 【0043】

上述のように、Si及びMnはともに置換型の固溶強化メカニズムにより常温強度の上昇に寄与するが、600℃超の高温強度の上昇には寄与しない。さらに、本発明者らは、本発明鋼成分において、SiとMnはほぼ同等の常温での固溶強化能力を有することを見出した。したがって、常温の降伏強度、引張り強度を所定範囲とするために、Si及びMnの合計量の範囲を、圧延後空冷にて製造する場合には0.6%以上0.9%未満、圧延後水冷にて製造する場合には0.3%以上0.6%未満に限定した。圧延後水冷にて製造する場合に、空冷にて製造する場合と比較してSi+Mn量を低い範囲に限定したのは、水冷による組織強化効果によって常温強度が上昇するため、固溶強化の効果を抑制する必要があるためである。

## 【0044】

P は、本発明鋼においては不純物であり、P 量の低減は H A Z における粒界破壊を減少させる傾向があるため、少ないほど好ましい。含有量が多いと母材、溶接部の低温靱性を劣化させるため上限を 0. 0 2 % とした。

## 【 0 0 4 5 】

S は、P と同様本発明鋼においては不純物であり、母材の低温靱性の観点からは少ないほど好ましい。含有量が多いと母材、溶接部の低温靱性を劣化させるため上限を 0. 0 1 % とした。

## 【 0 0 4 6 】

M o は、7 0 0 °C、8 0 0 °C の高温強度を確保する上で必要不可欠の元素で、本発明においては最も重要な元素の一つである。高温強度のみの考慮であれば、下限の緩和は可能であるが、後述する低降伏比化の観点から、フェライト + オーステナイトの二相域熱処理、およびその後必要に応じ焼き戻しを行っても、なお常温での高強度、高靱性を確保するため、下限を 0. 5 % とした。1. 5 % 超の添加は、母材材質の制御（ばらつきの制御や靱性の劣化）が困難になるとともに、経済性を失するため 0. 5 ~ 1. 5 % が限定範囲である。

## 【 0 0 4 7 】

N b は、M o を比較的多量添加する本発明においては、7 0 0 °C、8 0 0 °C の高温強度を確保するために重要な役割を演ずる元素である。まず、一般的な効果として、オーステナイトの再結晶温度を上昇させ、熱間圧延時の制御圧延の効果を最大限に発揮する上で有用な元素である。また、圧延に先立つ再加熱や焼きならしや焼き入れ時の加熱オーステナイトの細粒化にも寄与する。さらに、析出硬化として強度向上効果を有し、M o との複合添加により高温強度向上にも寄与する。0. 0 3 % 未満では 7 0 0 °C 及び 8 0 0 °C における析出硬化の硬化が少なく、0. 1 % を超えると添加量に対し硬化の度合いが減少し、経済的にも好ましくない。また、溶接時の靱性も低下する。よって 0. 0 3 ~ 0. 1 % が限定範囲である。

## 【 0 0 4 8 】

T i も N b と同様に高温強度上昇に有効である。特に、母材及び溶接部靱性に対する要求が厳しい場合には、添加することが好ましい。なぜならば T i は、A



1 量が少ないとき（例えば 0.003% 以下）、O と結合して  $Ti_2O_3$  を主成分とする析出物を形成、粒内変態フェライト生成の核となり溶接部靱性を向上させる。また、Ti は N と結合して  $TiN$  としてスラブ中に微細析出し、加熱時の  $\gamma$  粒の粗大化を抑え圧延組織の細粒化に有効であり、また鋼板中に存在する微細  $TiN$  は、溶接時に溶接熱影響部組織を細粒化するためである。これらの効果を得るためには、Ti は最低 0.005% 必要である。しかし多すぎると  $TiC$  を形成し、低温靱性や溶接性を劣化させるので、その上限は 0.025% である。

## 【0049】

B は、ベイナイトの生成率を介して強度を制御する上で極めて重要である。すなわち、B はオーステナイト粒界に偏析してフェライトの生成を抑制することを介して焼入性を向上させ、空冷のような冷却速度が比較的小さい場合においてもベイナイトを安定的に生成させるのに有効である。この効果を享受するため、最低 0.0005% 以上必要である。しかし、多すぎる添加は焼入性向上効果が飽和するだけでなく、旧オーステナイト粒界の脆化や靱性上有害となる B 析出物を形成する可能性があるため、上限を 0.003% とした。なお、タンク用鋼などとして、応力腐食割れが懸念されるケースでは、母材及び溶接熱影響部の硬さの低減がポイントとなることが多く（例えば、硫化物応力腐食割れ（SCC）防止のためには  $HRC \leq 22$  ( $HV \leq 248$ ) が必須とされる）、そのようなケースでは焼入性を増大させる過剰な B 添加は好ましくない。

## 【0050】

A1 は、一般に脱酸上鋼に含まれる元素であるが、脱酸は Si または Ti だけでも十分であり、本発明鋼においては、その下限は限定しない（0% を含む）。しかし、A1 量が多くなると鋼の清浄度が悪くなるだけでなく、溶接金属の靱性が劣化するので上限を 0.06% とした。

## 【0051】

N は、不可避的不純物として鋼中に含まれるものであるが、後述する Ti や Nb を添加した場合、 $TiN$  を形成して鋼の性質を高め、Nb と結合して炭窒化物を形成して強度を増加させる。このため、N 量として最低 0.001% 必要である。しかしながら、N 量の増加は HAZ 靱性、溶接性に極めて有害であり、本発

明鋼においてはその上限は0.006%である。

【0052】

次に、必要に応じて含有することができるNi、Cu、Cr、V、Ca、REM、Mgの添加理由と添加量範囲について説明する。基本となる成分に、さらにこれらの元素を添加する主たる目的は、本発明鋼の優れた特徴を損なうことなく、強度、靱性等の特性を向上させるためである。したがって、その添加量は自ずと制限されるべき性質のものである。

【0053】

Niは、溶接性、HAZ靱性に悪影響を及ぼすことなく母材の強度、靱性を向上させる。これら効果を発揮させるためには、少なくとも0.05%以上の添加が必須である。一方、過剰な添加すると経済性を損なうだけでなく、溶接性に好ましくないため、上限を1.0%とした。

【0054】

Cuは、Niとほぼ同様の効果、現象を示し、上限の1.0%は溶接性劣化に加え、過剰な添加は熱間圧延時にCuクラックが発生し製造困難となるため規制される。下限は実質的な効果が得られるための最小量とすべきで0.05%である。

【0055】

Crは、母材の強度、靱性をともに向上させる。しかし、添加量が多すぎると母材、溶接部の靱性及び溶接性を劣化させるため、限定範囲を0.05~1.0%とした。

【0056】

上記、Cu、Ni、Crは、母材の強度、靱性上の観点のみならず、耐候性にも有効であり、そのような目的においては、溶接性を損ねない範囲で添加することが好ましい。

【0057】

Vは、Nbとほぼ同様の作用を有するものであるが、Nbに比べてその効果は小さい。また、Vは焼き入れ性にも影響を及ぼし、高温強度向上にも寄与する。Nbと同様の効果は0.01%未満では効果が少なく、上限は0.05%まで許

容できる。

【0058】

Ca、REMは不純物であるSと結合し、靱性の向上や溶接部の拡散水素による誘起割れを抑制する働きを有するが、多すぎると粗大な介在物を形成し悪影響を及ぼすので、それぞれ0.0005~0.004%、0.0005~0.004%が適正範囲である。

【0059】

Mgは、溶接熱影響部においてオーステナイト粒の成長を抑制し、微細化する作用があり、溶接部の強靱化が図れる。このような効果を享受するためには、Mgは0.0001%以上必要である。一方、添加量が増えると添加量に対する効果代が小さくなり、経済性を失するため、上限は0.006%とした。

【0060】

鋼の個々の成分を限定しても、成分系全体が適切でないと優れた特性は得られない。このため、 $P_{CM}$ の値を0.18%以下の範囲に限定する。 $P_{CM}$ は溶接性を表す指標で、低いほど溶接性は良好である。本発明鋼においては、 $P_{CM}$ が0.18%以下の範囲であれば優れた溶接性の確保が可能である。なお、溶接割れ感受性組成 $P_{CM}$ は以下の式により定義する。

$$P_{CM} = C + Si / 30 + Mn / 20 + Cu / 20 + Ni / 60 + Cr / 10 + Mo / 15 + V / 10 + 5B$$

【0061】

なお、Mo、Nb、Vと同様に、Wを適当量添加して、高温強度を確保することも本発明鋼の特性を向上させる有効な手段である。

【0062】

さらに、鋼板の最終圧延方向の板厚断面方向1/4厚位置において、最終変態組織の旧オーステナイト粒径を平均円相当直径で150 $\mu$ m以下に限定する。これは、旧オーステナイト粒径が組織とともに靱性に大きな影響を及ぼすためで、特に本発明のような比較的多量のMo添加鋼において靱性を高めるためには、旧オーステナイト粒径を小さく制御することは重要かつ必須である。前記旧オーステナイト粒径の限定理由は、発明者らの製造条件を種々変更した実験結果に基づ

くもので、平均円相当直径で $150\mu\text{m}$ 以下であれば、本発明よりも低 $M_o$ である鋼と遜色ない靱性を確保できる。なお、旧オーステナイト粒は、その判別が必ずしも容易ではないケースも少なからずある。このような場合には、板厚 $1/4$ 厚位置を中心として、鋼板の最終圧延方向と直角方向に採取した切り欠き付き衝撃試験片、例えば、J I S Z 2202 4号試験片( $2\text{mmV}$ ノッチ)などを用い、十分低温で、脆性破壊させた際の破面単位を旧オーステナイト粒径と読み替え得る有効結晶粒径と定義し、その平均円相当直径を測定することとし、この場合でも同様に $150\mu\text{m}$ 以下であることが必要である。

## 【0063】

## 【実施例】

転炉—連続鑄造—厚板工程で種々の鋼成分の鋼板(厚さ $15\sim 50\text{mm}$ )を製造し、その強度、降伏比(YR)、靱性、 $700^{\circ}\text{C}$ 、 $800^{\circ}\text{C}$ における降伏強さ、予熱なし(室温)における $y$ 割れ試験時のルート割れの有無等を調査した。

## 【0064】

表1及び表2に比較鋼とともに本発明鋼の鋼成分を、表3に鋼板の製造条件及び組織、表4に諸特性の調査結果を示す。本発明鋼1～12及び比較鋼19～40は圧延終了後空冷にて、本発明鋼13～18及び比較鋼41～44は圧延終了後加速冷却にて製造した。

【0065】

【表1】

区分	化学成分(mass%)																
	C	Si	Mn	P	S	Mo	Nb	Ti	B	Al	N	Ni	Cu	Cr	V	Ca	REM
1	0.017	0.15	0.72	0.0062	0.0065	1.10	0.055	0.015	11	0.022	47						0.137
2	0.016	0.25	0.60	0.0040	0.0032	1.25	0.059	0.008	18	0.039	33				0.045		0.147
3	0.016	0.08	0.69	0.0039	0.0049	0.80	0.056	0.021	10	0.035	26						0.130
4	0.014	0.20	0.50	0.0081	0.0080	1.18	0.048	0.012	9	0.006	36	0.33					0.134
5	0.018	0.14	0.70	0.0083	0.0050	1.10	0.050	0.012	10	0.004	26						0.142
6	0.010	0.14	0.48	0.0042	0.0025	1.10	0.039	0.007	12	0.004	53						0.149
7	0.025	0.10	0.68	0.0041	0.0040	1.12	0.038	0.009	6	0.003	42						0.138
8	0.008	0.12	0.73	0.0076	0.0028	1.15	0.052	0.015	25	0.035	34						0.153
9	0.017	0.14	0.68	0.0042	0.0020	1.33	0.057	0.012	12	0.025	29						0.153
10	0.018	0.33	0.55	0.0061	0.0026	1.29	0.040	0.018	10	0.031	30						0.148
11	0.013	0.09	0.70	0.0076	0.0033	1.20	0.055	0.012	11	0.020	52	0.61					0.147
12	0.016	0.12	0.60	0.0034	0.0077	1.10	0.040	0.020	11	0.033	32						0.129
13	0.026	0.11	0.55	0.0042	0.0055	0.95	0.039	0.016	16	0.006	45						0.139
14	0.019	0.04	0.55	0.0041	0.0067	1.18	0.039	0.012	12	0.044	29						0.138
15	0.018	0.05	0.52	0.0070	0.0050	1.30	0.025	0.012	12	0.012	37						0.154
16	0.017	0.05	0.50	0.0059	0.0055	1.40	0.040	0.008	9	0.004	38						0.167
17	0.014	0.05	0.52	0.0084	0.0030	1.45	0.077	0.011	26	0.030	33						0.161
18	0.016	0.04	0.31	0.0062	0.0025	1.30	0.050	0.012	11	0.030	29						0.178

本 開 発 明 鋼

1)  $P_{REM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + B/5$ 2)  $C_{eq} = C + Mn/8 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$ 

\* B, Nはppm表示

【0066】

【表2】

区分	鋼	化学成分(mass%)														REM	Mg	P <sub>eq</sub> <sup>1)</sup>	C <sub>eq</sub> <sup>2)</sup>	Si+Mn
		C	Si	Mn	P	S	Mo	Nb	Ti	B	Al	N	Ni	Cu	Cr	V	Ca			
比較鋼	19	0.035	0.10	0.78	0.0040	0.0032	1.15	0.048	0.009	10	0.003	42						0.189	0.457	0.88
	20	0.004	0.15	0.68	0.0041	0.0025	1.05	0.045	0.010	12	0.004	33						0.119	0.386	0.83
	21	0.015	0.12	0.83	0.0049	0.0040	1.12	0.038	0.009	6	0.003	42						0.138	0.438	0.95
	22	0.010	0.14	0.44	0.0042	0.0028	1.20	0.039	0.007	10	0.004	53			0.55			0.149	0.499	0.58
	23	0.019	0.14	0.51	0.0220	0.0050	1.10	0.052	0.012	10	0.004	26				0.050		0.138	0.405	0.75
	24	0.014	0.20	0.62	0.0082	0.0120	1.30	0.077	0.020	18	0.030	33				0.042		0.152	0.454	0.82
	25	0.016	0.12	0.70	0.0039	0.0077	0.45	0.040	0.020	11	0.033	32						0.134	0.413	0.82
	26	0.014	0.20	0.52	0.0082	0.0030	1.60	0.076	0.011	15	0.030	33				0.044		0.155	0.475	0.72
	27	0.018	0.18	0.62	0.0053	0.0026	1.26	0.026	0.008	8	0.008	44						0.143	0.444	0.80
	28	0.022	0.14	0.55	0.0051	0.0049	1.05	0.110	0.012	9	0.004	24						0.0014	0.129	0.85
	29	0.018	0.18	0.53	0.0052	0.0025	1.25	0.033	0.004	8	0.008	44						0.139	0.429	0.71
	30	0.016	0.08	0.60	0.0034	0.0047	1.01	0.056	0.028	10	0.035	26						0.0020	0.121	0.88
	31	0.025	0.10	0.68	0.0040	0.0041	1.12	0.038	0.011	3	0.003	42				0.030		0.142	0.425	0.78
	32	0.012	0.12	0.53	0.0072	0.0027	1.15	0.050	0.015	34	0.035	34			0.32			0.157	0.474	0.75
	33	0.016	0.08	0.59	0.0035	0.0049	1.01	0.056	0.021	10	0.035	26						0.126	0.387	0.77
	34	0.011	0.14	0.59	0.0042	0.0020	1.10	0.039	0.007	12	0.004	53			0.49			0.149	0.488	0.73
	35	0.020	0.28	0.46	0.0050	0.0025	1.30	0.050	0.012	18	0.030	29	0.40	0.35	0.50	0.040		0.201	0.546	0.74
	36	0.016	0.14	0.51	0.0082	0.0051	1.20	0.055	0.015	15	0.007	26				0.059		0.140	0.411	0.65
	37	0.014	0.16	0.50	0.0083	0.0080	1.18	0.048	0.010	9	0.005	36						0.128	0.399	0.66
	38	0.014	0.20	0.50	0.0081	0.0080	1.18	0.048	0.012	9	0.006	36	0.33					0.134	0.409	0.70
	39	0.014	0.20	0.50	0.0081	0.0080	1.18	0.048	0.012	9	0.006	36	0.33					0.134	0.409	0.70
	40	0.009	0.12	0.63	0.0073	0.0042	1.15	0.050	0.010	20	0.035	20						0.130	0.405	0.75
	41	0.016	0.04	0.25	0.0050	0.0032	1.10	0.051	0.012	15	0.004	40						0.111	0.334	0.29
	42	0.018	0.15	0.50	0.0051	0.0038	1.32	0.055	0.012	15	0.004	40						0.144	0.438	0.65
	43	0.016	0.08	0.48	0.0052	0.0025	1.30	0.050	0.012	11	0.030	29		0.65				0.168	0.424	0.55
	44	0.012	0.07	0.51	0.0080	0.0040	1.12	0.040	0.008	20	0.003	25						0.125	0.380	0.58

1)  $P_{eq} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$ 2)  $C_{eq} = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$ 

\* B, Nはppm表示

【0067】

【表3】

区分	鋼	加熱温度 (°C)	圧延終了 温度 (°C)	1100°C以下 の異相 圧下量 (%)	加速冷却 開始温度 (°C)	加速冷却 停止温度 (°C)	板厚 (mm)	$\alpha_s$ 分率 (%)	旧 $\gamma$ 粒径 <sup>1)</sup> ( $\mu\text{m}$ )
本 願 発 明 鋼	1	1150	880	60	-	-	18	70	55
	2	1250	900	30	-	-	22	75	46
	3	1100	850	60	-	-	32	64	66
	4	1100	870	60	-	-	16	87	62
	5	1100	850	40	-	-	50	76	43
	6	1200	900	60	-	-	15	72	72
	7	1100	870	50	-	-	25	79	88
	8	1100	880	50	-	-	40	81	45
	9	1100	860	60	-	-	20	65	38
	10	1150	880	70	-	-	25	85	55
	11	1100	870	30	-	-	30	73	51
	12	1150	810	65	-	-	20	55	56
	13	1100	860	50	800	580	25	85	82
	14	1100	850	50	820	480	40	75	59
	15	1100	860	60	800	650	25	90	76
	16	1100	860	60	810	600	30	81	78
	17	1150	870	60	820	590	25	88	73
	18	1150	880	50	820	620	25	89	62
比 較 鋼	19	1150	850	60	-	-	18	100	68
	20	1150	825	50	-	-	15	45	52
	21	1150	870	50	-	-	20	69	87
	22	1150	880	35	-	-	25	65	48
	23	1150	875	40	-	-	40	62	55
	24	1150	900	50	-	-	27	64	83
	25	1150	895	50	-	-	16	68	52
	26	1150	860	60	-	-	15	100	62
	27	1100	850	50	-	-	22	55	74
	28	1200	920	50	-	-	25	76	84
	29	1200	880	60	-	-	25	70	145
	30	1150	885	60	-	-	45	84	42
	31	1200	870	60	-	-	18	38	64
	32	1150	870	60	-	-	15	89	58
	33	1100	890	60	-	-	16	65	72
	34	1200	915	55	-	-	50	72	81
	35	1150	880	60	-	-	35	68	67
	36	1050	860	50	-	-	25	58	58
	37	1280	895	40	-	-	25	90	144
	38	1200	880	25	-	-	16	68	145
	39	1100	830	70	-	-	16	62	53
	40	1250	880	50	-	-	25	100	162
	41	1150	880	60	820	550	18	80	67
	42	1150	860	60	800	585	22	84	86
	43	1100	860	60	780	520	25	44	91
	44	1250	880	60	840	600	20	100	185

1) 鋼板の最終圧延方向の板厚断面方向1/4厚位置での旧オーステナイト粒の平均円相当直径。

【0068】

【表4】

区分	鋼	常温強度			vTres (℃)	700℃			800℃			予知なしでの割れ試験時ハズレ有無 <sup>5)</sup>	再現HAZ初生 $\sigma_{E0}$ <sup>6)</sup> (J)
		降伏強度 <sup>1)</sup> (MPa)	引張強度 <sup>2)</sup> (MPa)	降伏比 <sup>3)</sup> (%)		降伏強度 <sup>1)</sup> (MPa)	規格YS比 <sup>4)</sup> (MPa)	実値YS比 <sup>4)</sup> (MPa)	降伏強度 <sup>1)</sup> (MPa)	規格YS比 <sup>4)</sup> (MPa)	実値YS比 <sup>4)</sup> (MPa)		
本題 発明鋼	1	476	606	78	-53	348	79	73	128	29	27	No crack	254
	2	475	676	70	-60	322	73	68	121	27	25	No crack	250
	3	457	692	66	-41	334	76	73	124	28	27	No crack	270
	4	468	600	78	-48	340	77	70	126	29	27	No crack	208
	5	482	650	74	-50	337	77	70	125	28	26	No crack	238
	6	509	680	75	-50	367	84	72	134	30	26	No crack	250
	7	508	670	76	-47	363	83	71	133	30	26	No crack	265
	8	473	689	69	-42	332	75	70	126	29	27	No crack	229
	9	493	679	73	-46	359	82	73	134	30	27	No crack	245
	10	516	699	74	-51	337	77	65	135	31	26	No crack	250
	11	521	689	76	-45	374	85	72	137	31	26	No crack	205
	12	468	686	68	-45	325	74	69	121	28	26	No crack	227
	13	535	723	74	-42	327	74	61	121	28	23	No crack	238
	14	483	729	66	-40	335	76	69	124	28	26	No crack	241
	15	518	717	72	-42	377	86	73	136	31	26	No crack	254
	16	492	703	70	-43	346	79	70	128	29	26	No crack	271
	17	524	721	73	-46	386	88	74	143	33	27	No crack	242
	18	506	699	72	-52	343	78	68	128	29	26	No crack	227
比較 鋼	19	566	739	77	-30	386	88	68	135	31	24	No crack	208
	20	414	553	75	-41	290	66	70	92	21	22	No crack	230
	21	559	655	85	-35	344	78	61	119	27	21	No crack	208
	22	420	555	74	-28	271	62	65	99	22	23	No crack	245
	23	480	629	76	-1	289	68	62	109	25	23	No crack	38
	24	500	639	78	-16	298	68	60	111	25	22	No crack	42
	25	502	655	77	-34	270	61	54	88	20	18	No crack	195
	26	508	749	81	-45	351	80	68	138	31	23	No crack	229
	27	483	611	79	-30	275	63	57	91	21	19	No crack	237
	28	514	652	79	-25	341	78	68	127	29	25	No crack	32
	29	478	652	73	-40	298	68	62	102	23	21	No crack	22
	30	528	685	77	-11	323	74	61	110	25	21	No crack	21
	31	346	533	65	-21	205	47	59	76	17	22	No crack	248
	32	477	651	73	-12	328	74	59	123	28	25	No crack	15
	33	490	627	78	-1	315	72	64	102	23	21	No crack	38
	34	479	608	79	-25	308	70	64	101	23	21	No crack	21
	35	473	604	78	-28	303	69	64	108	25	23	Cracking	42
	36	398	523	78	-41	250	57	63	90	20	23	No crack	220
	37	515	650	79	-25	315	72	61	100	23	19	No crack	24
	38	521	677	77	-32	312	71	60	116	26	22	No crack	22
	39	513	653	79	-39	286	65	66	90	20	18	No crack	245
	40	560	725	80	-45	350	79	60	132	30	23	No crack	228
	41	462	682	79	-35	274	62	59	96	22	21	No crack	241
	42	605	749	81	-27	355	81	59	125	28	21	No crack	208
	43	391	544	72	-38	253	58	65	83	19	21	No crack	226
	44	520	713	87	-36	343	78	55	126	29	20	No crack	241

1) 700℃における降伏強度の常温における降伏強度規格値下限に対する比。

2) 700℃における降伏強度の常温における降伏強度実値に対する比。

3) 800℃における降伏強度の常温における降伏強度規格値下限に対する比。

4) 800℃における降伏強度の常温における降伏強度実値に対する比。

5) JIS Z 3159: 斜め形溶接割れ試験。

6) PT:1400℃、ΔB/B=99S。



## 【0069】

本発明鋼No. 1～18の例では、全てマイクロ組織がフェライト・ベイナイトの混合組織となっており、かつ旧オーステナイト粒径の平均円相当直径が150  $\mu\text{m}$ 以下である。さらに、590MPa級鋼の常温の強度レベルを満足し、降伏比(YR)も66～78%で80%未満である。また、700℃、800℃のYSは常温の規格降伏強度のそれぞれ、73%、28%以上の良好な値で、実績降伏強度の比についても、700℃、800℃でそれぞれ61%、23%以上の優れた値である。

## 【0070】

これに対し、比較鋼No. 19では、Cが過剰であり、ベイナイト分率が過大となって、高温強度については高い値が得られているが、常温の降伏強度が上限を超える結果であった。

## 【0071】

比較鋼No. 20では、Cが不足であり、常温の降伏強度、引張強度、高温の降伏強度が不足した。

## 【0072】

比較鋼No. 21では、Si+Mn量が0.9%を超えているため、常温での固溶強化効果が過剰となって、常温の降伏強度が規格値上限を超え、YRも80%超であった。

## 【0073】

逆に、比較鋼No. 22では、Si+Mn量が0.6%未満のため、常温での固溶強化効果が不足となって、常温及び700℃の降伏強度、常温の引張強度が規格値下限を下回った。

## 【0074】

比較鋼No. 23では、Pが0.02%を超えているため、母材の延性脆性遷移温度、0℃での再現HAZの吸収エネルギー値ともに劣化している。

## 【0075】

比較鋼No. 24では、Sが0.01%を超えているため、比較鋼No. 23と同様に、母材の延性脆性遷移温度、0℃での再現HAZの吸収エネルギー値と

もに劣化している。

【0076】

比較鋼No. 25ではMoが不足のため、常温強度、YR等は良好な結果であるが、700℃の降伏強度が294MPa（590MPa級常温規格強度の2/3）未満で、800℃の強度も98MPa（590MPa級常温規格強度の2/9）未満と低い。

【0077】

比較鋼No. 26では、Mo量が過剰で、ミクロ組織がベイナイト単相となり、常温の降伏強度及び引張り強度が規格値上限を超えている。

【0078】

比較鋼No. 27では、Nb量が不足し、700℃、800℃において十分な析出硬化効果を得ることができなかったため、700℃、800℃の降伏強度が不足した。

【0079】

逆に、比較鋼No. 28では、Nb量が過剰であるため、高温強度については高い値が得られるが、再現HAZの吸収エネルギー値は低い。

【0080】

比較鋼No. 29では、Ti量が不足し、再加熱時のγ粒の粗大化抑制効果を十分に得ることができず、またTi析出物量が十分でないため、再現HAZの吸収エネルギー値は低い。

【0081】

比較鋼No. 30では、Ti量が過剰であるため、母材の延性脆性遷移温度、再現HAZ吸収エネルギー値ともに劣化している。

【0082】

比較鋼No. 31では、B添加量が不足し、十分な焼き入れ性を得ることができず、ミクロ組織のベイナイト分率が過少のため、常温、高温ともに降伏強度が規格値下限を下回った。

【0083】

比較鋼No. 32では、B添加量が過剰なため、母材の延性脆性遷移温度は0

℃近傍にあり、再現HAZの吸収エネルギー値は低い。

【0084】

比較鋼No. 33では、Al量が0.06%を超えているため、母材の延性脆性遷移温度は0℃近傍にあり、再現HAZ靱性も低い。

【0085】

比較鋼No. 34では、N量が0.006%を超えているため、再現HAZ靱性は低い。

【0086】

比較鋼No. 35では、 $P_{CM}$ 値が0.18%を超えており、予熱なしでのY割れ試験においてルート割れが発生した。また、再現HAZ吸収エネルギー値も低い。

【0087】

比較鋼No. 36では、再加熱温度が1100℃未満のため、再加熱時に添加合金元素がオーステナイト中に固溶せず十分な析出強化が得られず、常温については降伏強度、引張り強度、YRともに良好な結果であるが、700℃の降伏強度が294MPa（590MPa級常温規格強度の2/3）未満で、800℃の強度も98MPa（590MPa級常温規格強度の2/9）未満と低い。

【0088】

比較鋼No. 37では、再加熱温度が1250℃を超えたため、再加熱時にオーステナイト粒が粗大化し、再現HAZの吸収エネルギー値が低くなっている。

【0089】

比較鋼No. 38では、比較鋼No. 4と同成分であるが、1100℃以下での累積圧下量が30%未満のため、旧オーステナイト粒が粗大であり、再現HAZ靱性が低い。

【0090】

比較鋼No. 39では、比較鋼No. 4と同成分であるが、850℃未満の温度で圧延を行ったため、Nb、Ti、Vの析出が促進され十分な析出強化が得られず、常温強度については規格値を満足するが、高温の降伏強度が不足している。

## 【0091】

比較鋼No. 40では、Ti量とN量がともに少なく、かつ、再加熱温度も1250℃と高いため、再加熱時にオーステナイトが150 $\mu$ m超に粗大化し、フェライトの変態が抑制され、ベイナイト单相のミクロ組織となり、高温強度については高い値が得られているが、常温の降伏強度が上限を超過した。

## 【0092】

比較鋼No. 41では、圧延後水冷を行うことにより常温強度の上昇を図ったが、Si+Mn量が0.3%未満のため、常温での固溶強化効果が不足となって、常温の引張り強度が規格値下限を下回り、700℃、800℃の降伏強度がそれぞれ294MPa未満、98MPa未満と低い。

## 【0093】

逆に、比較鋼No. 42では、圧延後水冷による組織強化効果に加えて、Si+Mn量が0.6%を超えているため、常温での固溶強化効果が過剰となって、常温の降伏強度、引張り強度が規格値上限を超え、YRも80%超であった。

## 【0094】

比較鋼No. 43では、水冷開始温度が800℃未満であり、水冷開始前にフェライトの変態が進行したため、ベイナイト分率が50%未満となって、常温、高温ともに強度が不足した。

## 【0095】

比較鋼No. 44では、Ti量とN量がともに少なく、かつ、再加熱温度も1250℃と高いため、再加熱時にオーステナイトが150 $\mu$ m超に粗大化し、フェライトの変態が抑制され、ベイナイト单相のミクロ組織となり、高温強度については高い値が得られているが、常温の降伏強度、引張り強度が上限を超過した。

## 【0096】

## 【発明の効果】

本発明の化学成分及び製造法で製造した鋼材は、ミクロ組織がフェライト・ベイナイトの混合組織であり、常温強度が590MPaの規格値を満足し、YRが80%以下、700℃、800℃の降伏強度がそれぞれ常温規格値の2/3以上

、2 / 9 以上等の特性を持ち、建築用耐火鋼材としての必要な特性を兼ね備えて  
おり、従来になく全く新しい鋼材である。

【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 本発明の目的は、700℃、800℃での高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼及び当該鋼を工業的に安定して供給可能な製造方法を提供することにある。

【解決手段】 鋼成分が質量%で、C:0.005%以上0.04%未満、Si:0.5%以下、Mn:0.9%以下、P:0.02%以下、S:0.01%以下、Mo:0.5~1.5%、Nb:0.03~0.1%、Ti:0.005~0.025%、B:0.0005~0.003%、Al:0.06%以下、N:0.006%以下、かつ、 $P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$ と定義する溶接割れ感受性組成 $P_{CM}$ が0.18%以下で、残部が鉄および不可避免の不純物からなることを特徴とする高温強度及び溶接性に優れた低降伏比590MPa級高張力鋼。

【選択図】 なし

認定・付加情報

特許出願の番号	特願2002-313067
受付番号	50201624904
書類名	特許願
担当官	第五担当上席 0094
作成日	平成14年10月29日

<認定情報・付加情報>  
【提出日】

平成14年10月28日

次頁無

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[000006655]

1. 変更年月日

1990年 8月10日

[変更理由]

新規登録

住 所

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

氏 名

新日本製鐵株式会社



**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning  
Operations and is not part of the Official Record**

**BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☐ FADED TEXT OR DRAWING
- ☐ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☒ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☐ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: \_\_\_\_\_

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.**